第 51 卷 第 10 期 金属学报 Vol.51 No.10
2015 年 10 月 第1288-1296页 ACTA METALLURGICA SINICA Oct. 2015 pp.1288-1296

镍基高温合金铸件液态金属冷却定向凝固建模仿真及工艺规律研究*

闫学伟[1)] 唐 宁[1)] 刘孝福[2)] 税国彦[2)] 许庆彦[1)] 柳百成[1)]

1) 清华大学材料学院先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084

2) 沈阳铸造研究所, 沈阳 110022

摘 要 考虑了液态金属冷却定向凝固过程中动态对流边界, 建立了高温合金铸件温度场数学模型, 采用三维元胞自动机(cellular automaton, CA)方法和KGT生长模型, 建立了镍基高温合金凝固过程晶粒形核及生长的数学模型. 采用宏观模型与微观模型双向同步耦合, 实现了温度场和晶粒组织的数值模拟. 进行了浇注实验, 用冷却曲线和晶粒形貌验证了数学模型的准确性. 对液态金属冷却定向凝固规律的研究表明, 抽拉速率不仅对糊状区形状有重要影响, 而且对晶粒的平行度以及枝晶组织的细密性也有很大的影响. 抽拉速率过小时, 糊状区上凸, 晶粒组织易发散; 抽拉速率过大时, 糊状区下凹, 晶粒组织汇聚, 同时造成枝晶组织的粗化; 适当的抽拉速率下能获得平坦的糊状区, 提高晶粒的平行度, 细化枝晶组织.

关键词 液态金属冷却, 数学模型, 定向凝固, 数值模拟

中图法分类号 TG132 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)10-1288-09

MODELING AND SIMULATION OF DIRECTIONAL SOLIDIFICATION BY LMC PROCESS FOR NICKEL BASE SUPERALLOY CASTING

YAN Xuewei[1)], *TANG Ning*[1)], *LIU Xiaofu*[2)], *SHUI Guoyan*[2)], *XU Qingyan*[1)], *LIU Baicheng*[1)]

1) Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084

2) Shenyang Research Institute of Foundry, Shenyang 110022

Correspondent: XU Qingyan, professor, Tel: (010)62795482, E-mail: scjxqy@mail.tsinghua.edu.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2011CB706801), National Natural Science Foundation of China (Nos.51171089 and 51374137) and National Science and Technology Major Projects of China (Nos.2012ZX04012-011 and 2011ZX04014-052)

Manuscript received 2015-06-30, in revised form 2015-09-06

ABSTRACT Gas turbine plays an important role in energy and aviation, among which the turbine blades are the key components. Ni base superalloys are the preferred material to manufacture blades due to their high temperature strength, microstructural stability and corrosion resistance. As a conventional directional solidification method, high-rate solidification (HRS) is used to produce columnar grain and single crystal blades. However, there are several problems when HRS is scaled to cast industrial gas turbines (IGT) components. In recent years, several possible techniques are being proposed for large IGT blades. The liquid-metal cooling (LMC) is one of the best methods among them, which improves heat extraction by immersing the casting and the mold into a container of metal cool-

* 国家重点基础研究发展计划项目 2011CB706801, 国家自然科学基金项目 51171089 和 51374137 及国家科技重大专项项目 2012ZX04012-011 和 2011ZX04014-052 资助

收到初稿日期: 2015-06-30, 收到修改稿日期: 2015-09-06

作者简介: 闫学伟, 男, 1984年生, 博士生

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00338

ant with low melting temperature as they are withdrawn from the heating zone. Unfortunately, the trial and error method is time and money cost and lead to a long R&D cycle. Therefore, numerical simulation plays an important role to optimize the process, and enhance the productivity in LMC directional solidification. In this work, mathematical models for dynamic heat radiation and convection boundary of LMC process are established to simulate the temperature fields. Cellular automaton (CA) method and KGT growth model are used to describe the nucleation and growth. The pouring experiments are carried out. The accuracy of the model is validated by the cooling curves and microstructure. Moreover, the liquid-metal cooling directional solidification process is discussed in more detail, including primary dendrite arm space (PDAS), secondary dendrite arm space (SDAS), mushy zone and microstructure, *etc*.. Simulation and experiment results are compared in the work. This study indicates that simulation and experimental results agree with each other well. The maximum error of temperature is less than 5 percent and the morphologies of grains are similar. The withdrawal rate has an important influence on the shape of mushy zone and dendritic structure. A concave mushy zone is formed and the grain tends to convergent under an excessive withdrawal rate. However, the mushy zone has a convex shape and the grain is divergent under a smaller withdrawal rate. A proper withdrawal rate is found to obtain smooth mushy zone, improve the parallelism of grains, and refine the dendritic structure.

KEY WORDS liquid-metal cooling, mathematical model, directional solidification, numerical simulation

高温合金具有较高的高温强度、良好的抗氧化和抗腐蚀以及疲劳、断裂、塑性性能等[1], 主要用于航空发动机及燃气轮机等的热端部件[2]. 镍基单晶高温合金由于消除了晶界、并严格控制晶粒取向, 因而具有更好的综合性能[3].

目前, 工业上主要应用高速凝固(high-rate solidification, HRS)工艺[4]制造单晶高温合金铸件[5,6]. 其原理是用隔热挡板将定向凝固炉的加热区和冷却区分隔开, 使得轴向形成一维温度梯度, 铸件在加热区熔化和过热, 在冷却区被强制冷却, 通过适当的抽拉速率使固/液界面位于隔热挡板附近, 从而得到单向排列的凝固组织[7]. 该技术已经比较成熟, 具有操作简单、工艺稳定等优点, 适合用于航空发动机叶片等小型铸件[8]. 近年来, 随着工业的迅速发展, 重型燃气轮机要求尺寸更大的高温合金叶片[9,10]. 然而, 用传统的HRS技术制备大尺寸叶片时会面临一系列问题, 如: 模壳变形及开裂, 模壳与液态金属反应, 铸件出现雀斑、缩孔缩松以及杂晶等缺陷[11~13], 这主要是因为HRS工艺抽拉速率过低, 从而在固/液界面前沿形成了较低的温度梯度[14,15].

为了获得更大的温度梯度制备组织和性能较好的高温合金铸件, 国内外研究者提出了很多新的定向凝固工艺, 主要包括: 气体冷却(gas-cooling casting, GCC)工艺[16]、流化床淬火(fluidized-bed quenching, FBQ)工艺[17,18]以及液态金属冷却(liquid-metal cooling, LMC)工艺[19,20]. 其中, LMC工艺是将铸件及模壳抽拉到一个装有低熔点金属的容器中, 从而获得较大的温度梯度和凝固速率[21,22].

但是LMC工艺过程的影响因素很多, 传热方式复杂, 对控制技术有很高的要求, 其工艺参数的影响规律目前尚不明确, 还在实验摸索阶段. 国内外学者运用数值模拟方法辅助实验研究, 大大提高了效率并节约了成本. Elliott等[23]采用商用软件ProCAST, 模拟了LMC工艺凝固过程的温度场, 并与HRS工艺做了对比. 结果表明, 抽拉速率对糊状区形状有重要影响. Kermanpur等[24]对ProCAST进行二次开发, 建立了LMC边界条件, 实现了叶片温度场的模拟; 还使用ProCAST的CAFE模块计算了实际叶片的晶粒组织, 并进行了实验验证. Miller等[25]从微观角度模拟了LMC工艺条件下的枝晶生长, 结果表明, LMC工艺能允许较大的抽拉速率而获得较为细密的枝晶组织, 但过大的抽拉速率可能造成枝晶的横向生长. 卢玉章等[26]用ProCAST对重型燃气轮机空心叶片进行了温度场和组织模拟, 优化了工艺, 成功制备出了柱状晶叶片. 唐宁等[27]对ProCAST进行二次开发, 建立了浸入过程动态复合边界条件, 实现了单晶叶片LMC工艺下的温度场和枝晶组织的数值模拟.

本工作在实验室原有工作的基础上, 考虑了LMC凝固过程中的动态对流边界, 建立了温度场数学模型, 实现了LMC温度场模拟. 采用三维元胞自动机(cellular automaton, CA)方法和KGT生长模型, 建立了镍基高温合金凝固过程晶粒形核及生长的数学模型. 使用温度和焓变插值算法, 采用宏观模型与微观模型双向同步耦合, 开发了具有自主知识版权的软件, 进而实现了晶粒组织的计算. 并进行了浇注实验, 用测温曲线及晶粒形貌验证了模型的准确性, 研究了LMC工艺下一次和二次枝晶臂间距

的形成规律, 以及抽拉速率对糊状区、晶粒及枝晶形貌的影响.

1 液态金属冷却定向凝固过程的数理模型

图1为LMC定向凝固炉的简化原理图[21]. 从图中可知, LMC定向凝固炉包括: 加热区、固定挡板、浮动挡板、激冷盘及液态金属池等. 浇注前将模壳固定在激冷盘上, 预热一段时间后将合金浇入模壳内并静置一段时间, 随后以特定的抽拉速率将其拉到液态金属池中, 实现模壳与液态金属之间的对流换热.

1.1 温度场模型

温度场控制方程采用非线性传热方程:

$$\rho c\frac{\partial T}{\partial t}=\lambda\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}+\frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right)+\rho L\frac{\partial f_s}{\partial t}+Q_R \tag{1}$$

式中, T为热力学温度, t为时间, ρ为密度, c为比热容, L为结晶潜热, λ为导热系数, f_s为固相率, Q_R为实体表面单元与环境之间的热流密度.

LMC工艺过程中实体表面单位面积上动态辐射和对流边界条件为:

$$\begin{cases} Q_R=\sigma\sum_{n=1}^{N}\dfrac{\beta_n\left(T^4-T_n^4\right)}{\dfrac{1-\varepsilon}{\varepsilon}+\dfrac{\left(1-\varepsilon_n\right)S}{\varepsilon_n S_n}+1} & (z>h+h_b) \\ Q_R=\alpha_b\left(T-T_a\right) & (h<z\leqslant h+h_b) \\ Q_R=\alpha\left(T-T_a\right) & (z\leqslant h) \end{cases} \tag{2}$$

式中, σ为Stefan-Boltzmann常数, N为射线追踪法的射线数, β_n为射线n的能量权重, T_n为射线n终点处实体的温度, ε为当前表面的灰度, ε_n为射线n终点处实体的灰度, S为当前表面的面积, S_n为射线n终点处实体面片的面积, α为自由表面与金属冷却剂之间的对流换热系数, α_b为自由表面与浮动挡板之间的对流换热系数, T_a为自由表面外侧介质的温度, z为当前单元顶面对应的Z方向坐标值, h为金属冷却剂的液面高度, h_b为浮动挡板的厚度.

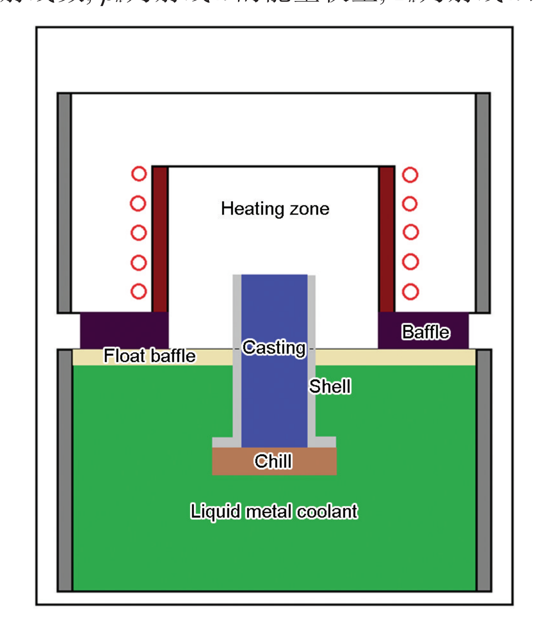


图1 液态金属冷却(LMC)定向凝固炉简化原理图

Fig.1 Simplified schematic of liquid-metal cooling (LMC) directional solidification furnace

1.2 微观组织模型

微观组织模拟以CA模型[28,29]为基础, 采用连续形核模型[30]计算形核数:

$$n(\Delta T)=\int_0^{\Delta T}\left[1-f_s(\Delta T')\right]\frac{\mathrm{d}n}{\mathrm{d}(\Delta T')}\mathrm{d}(\Delta T') \tag{3}$$

$$\frac{\mathrm{d}n(\Delta T)}{\mathrm{d}(\Delta T')}=\frac{N_{max}}{\sqrt{2\pi}\Delta T_\sigma}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta T'-\Delta T_N}{\Delta T_\sigma}\right)^2\right] \tag{4}$$

式中, ΔT为过冷度, $n(\Delta T)$为形核密度, N_{max}为最大形核密度, ΔT_σ为标准偏差分布, ΔT_N为平均形核过冷度, $\Delta T'$为过冷度积分元, $f_s(\Delta T')$为固相分数.

晶粒的生长模型采用简化的KGT模型[31]. 晶粒前沿的生长速率$v(\Delta T)$为:

$$v(\Delta T)=\alpha_1\Delta T^2+\alpha_2\Delta T^3 \tag{5}$$

式中, α_1和α_2为生长系数.

1.3 枝晶臂间距计算模型

一次枝晶臂间距λ_1计算模型[32]为:

$$\lambda_1=M_1G^{-1/2}v^{-1/4} \tag{6}$$

式中, M_1为材料常数; G为温度梯度.

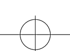
二次枝晶臂间距λ_2计算模型[33]为:

$$\lambda_2=M_2t_f^{1/3} \tag{7}$$

式中, M_2为材料常数; t_f为局域凝固时间, 即当前单元在糊状区中经历的时间.

2 实验方法

浇注实验在25 kg级HRS/LMC两用定向凝固炉上进行. 使用DZ466镍基高温合金, 其化学成分(质量分数, %)为: C 0.01~0.18, Cr 8.0~12.5, W 3.5~7.2, Al 3.0~5.5, Ta 5.0~7.0, Mo 0.8~3.2, Ti 0.5~4.0, Ni 余量[34]. 其液相线温度1367 ℃, 固相线温度1302 ℃. 使用石墨激冷盘, 模壳厚度5 mm. 测温实验采用W-Re热电偶和MV2000温度数据采集系统, 热电偶顶端采用外径为6 mm石英管保护. 利用90%HCl+10%H_2O_2 (体积分数)混合溶液腐蚀晶粒组织, 利用数码相机拍摄其宏观照片并观察晶粒组织; 利用15% HCl+5% $CuSO_4\cdot5H_2O$+5% HF+75% H_2O (体积分数)混合溶液腐蚀枝晶组织, 利用Imager A1m金相显微镜观察其枝晶组织.



为了验证LMC定向凝固过程数理模型的准确性, 并进行凝固规律研究, 采用了双试板模型, 每个试样尺寸为50 mm×10 mm×200 mm, 其三维造型及模壳的热电偶排布如图2所示, 其中2个试样相对的面为内侧面. 模壳预热温度1500 ℃, 浇注温度1450 ℃, 浇注时间8 s. 浇注后静置2 min开始抽拉, 分别采用6, 8, 9, 12和15 mm/min的抽拉速率进行了多组实验, 其中在8 mm/min的抽拉速率工艺下进行了测温.

3 结果与讨论

3.1 冷却曲线

为了验证温度场计算的精确性, 对实验中各个测温点的温度变化进行计算, 并与实测的冷却曲线进行对比. 将计算得到的冷却速率与实验中测到的冷却速率进行对比. 图3为计算和实测的冷却曲线. 图4为计算和实测的冷却速率.

从图3和4可以看出, 冷却曲线以及冷却速率的计算结果与实验结果吻合较好, 当试样抽拉到浮动挡板位置的时候, 靠近激冷盘的部分由于受到浮动挡板挤压的影响而存在少量的计算误差, 但是总体误差小于5%, 所以温度场的计算精度满足规律研究及工程应用的要求. 实验中4个测温点都远离激冷面, 因此, 其温度变化反映了LMC对流冷却在垂直方向上的差异. 4个测温点在预热阶段的温度

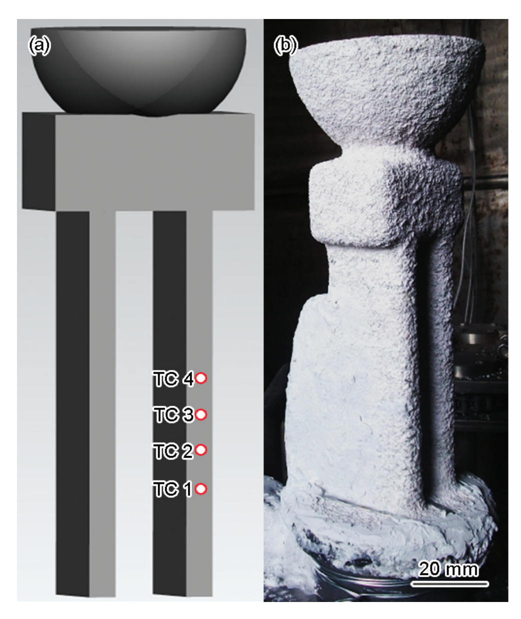


图2 试样的三维模型及模壳

Fig.2 Three dimensional model of sample casting and shell mold

(a) 3D model of sample casting (Thermocouple positions were showed as TC1~TC4)

(b) shell mold

图3 计算和实测的冷却曲线

Fig.3 Simulation and experimental results of cooling curves

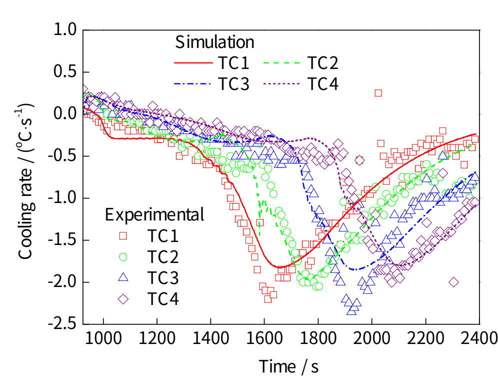


图4 计算和实测的冷却速率

Fig.4 Simulation and experimental results of cooling rates

各不相同, 这说明预热阶段型壳内温度不均匀, 在加热区内, 离挡板越近的点温度越低. 因此, 在研究起始阶段的工艺影响规律时, 必须考虑预热后得到的温度分布. 浇注时, 4个点的温度全部突变并趋近于浇注温度, 这进一步验证了浇注过程中合金液的温度变化很小, 可以简化为瞬时充型. 此外, 由于接近激冷盘的部位其冷却速率的变化主要取决于激冷盘的散热, 同时也受冷却液对流换热的影响; 远离激冷盘的部位其冷却速率的变化只取决于冷却液的对流换热. 因此接近激冷盘部位的散热速率要比远离激冷盘部位的散热速率高.

3.2 晶粒组织

图5和6为不同抽拉速率下的晶粒组织模拟和实验结果. 其中图5为试样的外侧面, 图6为试样的内侧面. 由图5和6可见, 从各个面观察, 晶粒的模拟结果都与实验结果吻合较好, 模拟结果中试样的晶粒数量、宽度以及不同部位的晶粒夹角均与实验结果接近. 其中当抽拉速率为6 mm/min时, 晶粒略有发散, 当抽拉速率为8 mm/min时, 晶粒发散度较小. 这说明了LMC工艺可以允许更高的抽拉速率并且保持较好的凝固组织. 在实际生产中, 为了减少

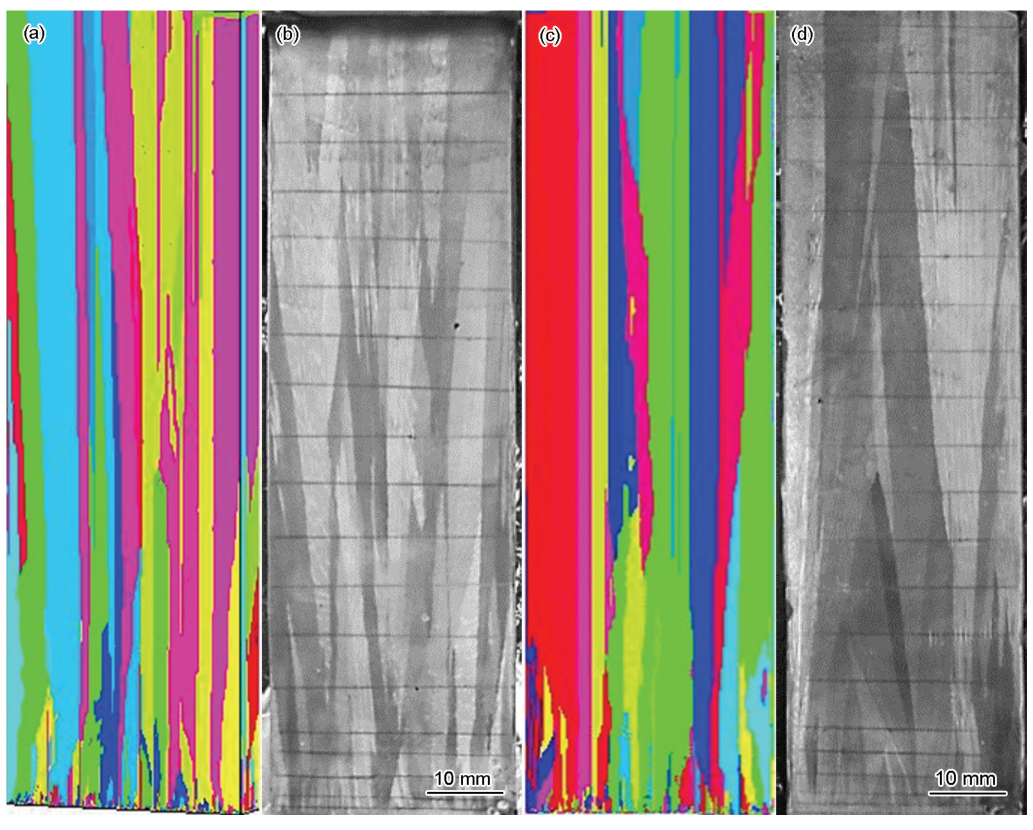


图5 不同抽拉速率下试样外侧面的晶粒生长模拟及实验结果

Fig.5 Simulation (a, c) and experimental (b, d) results of grain growth in outer side of sample at withdrawal rates of 6 mm/min (a, b) and 8 mm/min (c, d)

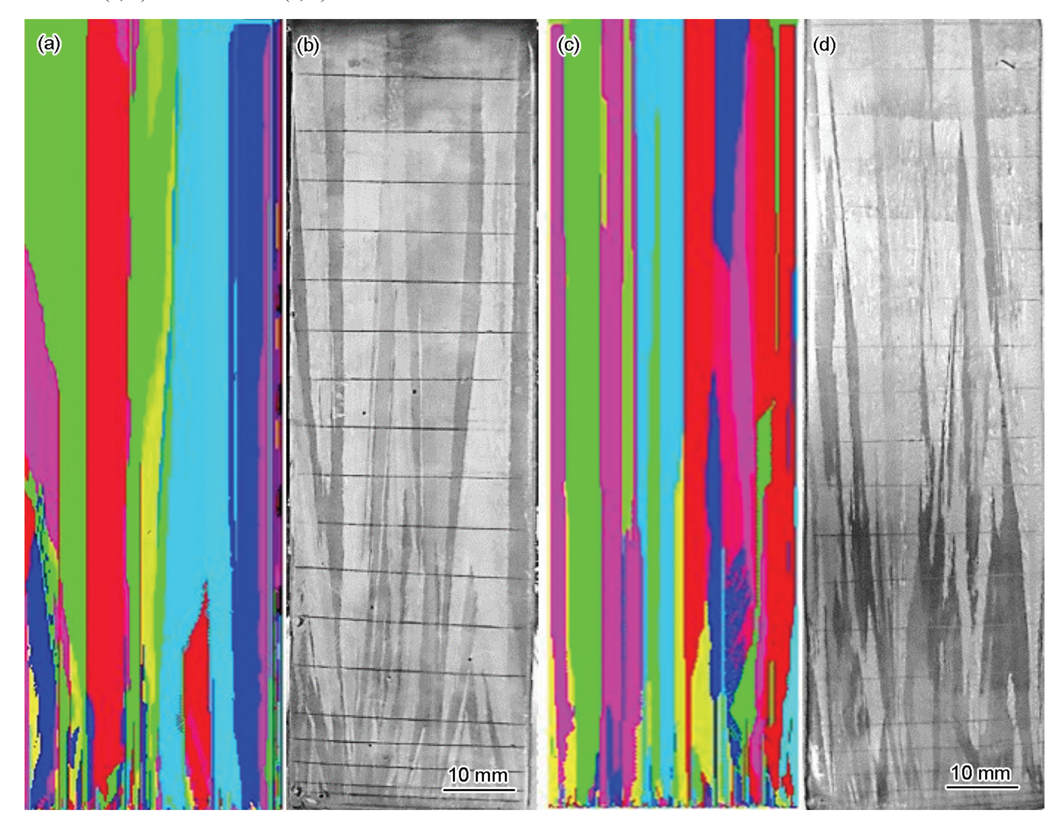
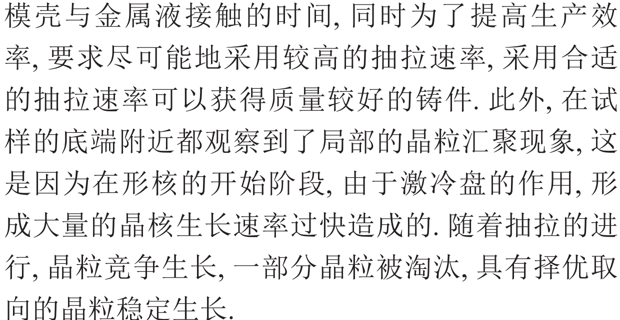


图6 不同抽拉速率下试样内侧面的晶粒生长模拟及实验结果

Fig.6 Simulation (a, c) and experimental (b, d) results of grain growth in inner side of sample at withdrawal rates of 6 mm/min (a, b) and 8 mm/min (c, d)



模壳与金属液接触的时间, 同时为了提高生产效率, 要求尽可能地采用较高的抽拉速率, 采用合适的抽拉速率可以获得质量较好的铸件. 此外, 在试样的底端附近都观察到了局部的晶粒汇聚现象, 这是因为在形核的开始阶段, 由于激冷盘的作用, 形成大量的晶核生长速率过快造成的. 随着抽拉的进行, 晶粒竞争生长, 一部分晶粒被淘汰, 具有择优取向的晶粒稳定生长.

3.3 糊状区

为了探讨LMC工艺条件下更多的凝固规律, 模拟了不同抽拉速率下的温度场, 研究了其糊状区下凹度变化, 结果如图7所示. 可以看出, 不同抽拉速率下起始段糊状区的下凹度随着固/液界面高度的增加都经历了先上凸再转为下凹的过程, 随后糊状区形状趋于稳定, 这是因为激冷盘的散热在凝固起始阶段占有主导的作用. 此外, 从图7中还可以看出, 当抽拉速率大于15 mm/min时, 随着抽拉速率的增加, 糊状区下凹越严重; 当抽拉速率低于9 mm/min时, 糊状区上凸. 由此可以推测, 理想抽拉速率应在9~15 mm/min之间, 可以获得平坦的糊状区. 图8为抽拉速率为24 mm/min时起始段的糊状区变化. 根据图8分析可知, 当激冷盘散热占主导的阶段, 糊状区上凸; 随着抽拉的进行, 侧向散热起作用, 由于抽拉速率过大, 糊状区下凹, 在凸凹转变时凝固前沿推移速率最慢, 会导致枝晶粗化, 应该予以避免.

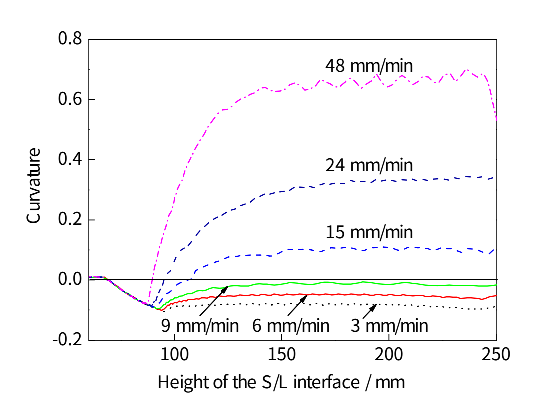


图7 不同抽拉速率下糊状区下凹度沿固/液界面高度方向的变化

Fig.7 Change of mushy zone curvature along with the height of the solid/liquid (S/L) interface at different withdrawal rates

3.4 枝晶臂间距

为了研究试样不同部位的枝晶尺寸, 对抽拉速率为8 mm/min时试样的一次枝晶臂间距尺寸分布进行了模拟和实验研究, 模拟结果如图9所示. 在试样厚度1/2处的纵截面处取2条竖直线, 一条位于纵截面中部, 另一条与纵截面边缘相距5 mm, 如图9所示. 实测时, 在试样不同高度取横剖面, 在横剖面与2条竖直线相交处取金相照片并测量一次枝晶臂间距. 图10为抽拉速率为8 mm/min时的一次枝晶臂模拟和实验结果. 可见, 竖直线上的一次枝晶臂间距计算结果与实验结果吻合良好. 在起始阶段, 受激冷盘散热的影响, 离激冷盘越近的地方, 温度梯度和凝固速率越大, 因而一次枝晶臂间距也越小, 平均为150 μm左右. 在距离激冷面30 mm以上的区域, 激冷盘的作用较弱, 温度梯度和凝固速率相应减小, 局部凝固时间增加, 枝晶略有粗化, 平均一次枝晶臂间距约为250 μm.

同样对二次枝晶臂间距也做了计算和实验研究, 结果如图11和12所示. 从图12可以看到, 竖直线上的二次枝晶臂间距计算结果与实验结果吻合良好. 在离激冷面20 mm以内的区域, 离激冷面越近的地方, 凝固速率越大, 因而局部区域凝固时间短, 二次枝晶臂间距也小, 约为30 μm. 在距离激冷面约30 mm的位置, 由于发生凸凹转变时, 凝固界面前沿推移速率最低, 因此二次枝晶臂间距出现最大值, 约为65 μm. 随后, 二次枝晶臂间距回落, 在离激冷面约50 mm处趋于稳定, 之后激冷面的作用减弱, 二次枝晶臂间距随高度的变化不大, 约为45 μm. 在稳定阶段, 边线的二次枝晶臂间距小于中线, 这是由于边线上有侧向辐射散热而中线部位散热较

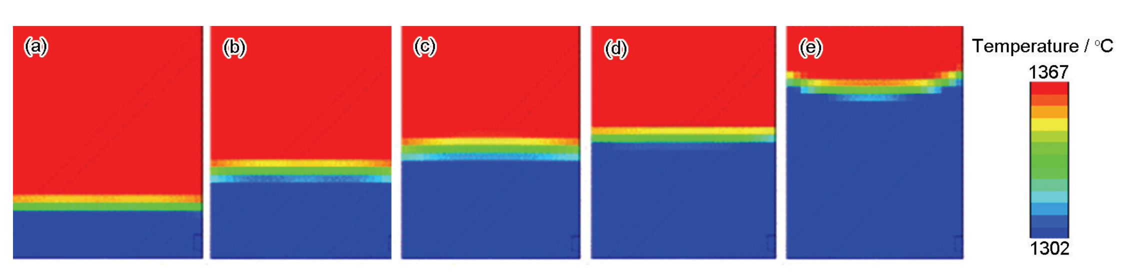


图8 抽拉速率为24 mm/min时起始阶段糊状区的变化

Fig.8 Change of initial mushy zone at 24 mm/min withdrawal rate

(a) t=534 s　(b) t=624 s　(c) t=732 s　(d) t=750 s　(e) t=803 s

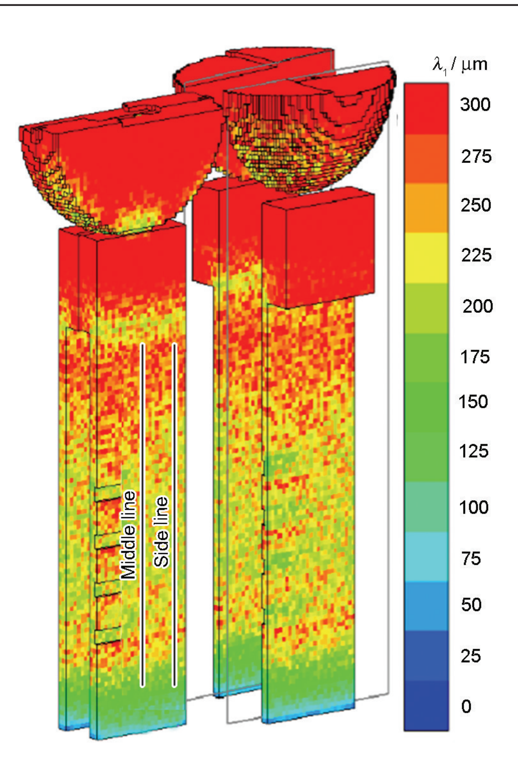


图 9 抽拉速率为 8 mm/min 时计算得到的一次枝晶臂间距分布图

Fig.9 Simulation results of primary dendrite arm space λ_1 at 8 mm/min withdrawal rate

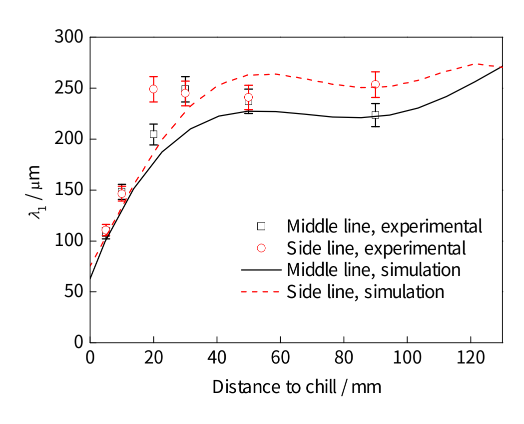


图 10 抽拉速率为 8 mm/min 时的一次枝晶臂间距模拟和实验结果

Fig.10 Simulationand experimental results of λ_1 at 8 mm/min withdrawal rate

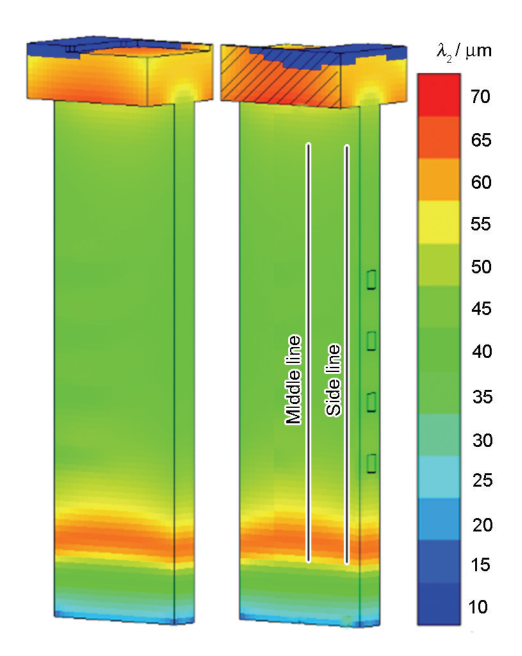


图 11 抽拉速率为 8 mm/min 时计算得到的二次枝晶臂间距分布图

Fig.11 Simulationresult of secondary dendrite arm space λ_2 at 8 mm/min withdrawal rate

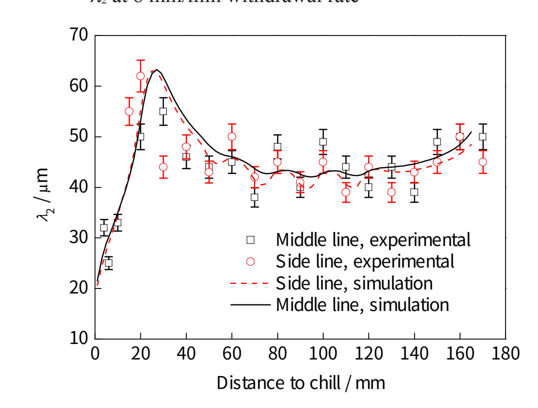


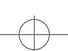
图 12 抽拉速率为 8 mm/min 时的二次枝晶臂间距模拟和实验结果

Fig.12 Simulation and experimental results of λ_2 at 8 mm/min withdrawal rate

弱. 挡板间隙上方的加热热流和下方的散热热流都很大, 因此在挡板间隙附近, 边线上的纵向温度梯度大于中线, 因而其糊状区比中线的窄, 而稳定阶段的凝固界面前沿推移速率与抽拉速率相近, 因此, 糊状区窄的地方局域凝固时间短, 二次枝晶臂间距小.

对抽拉速率为 9, 12 和 15 mm/min 的试样进行了横截面枝晶形貌的观察, 如图 13 所示. 可见, 在一定范围内提高抽拉速率, 使得局部区域凝固时间变短, 一次和二次枝晶臂间距随着抽拉速率的增加而细化, 在临界抽拉速率为 12 mm/min 时得到最细密的枝晶组织; 超过临界抽拉速率后, 一次和二次枝晶臂间距随着抽拉速率增加而粗化. 从图中还可以看出, 抽拉速率为 12 mm/min 时, 枝晶组织细密, 是较为理想的抽拉速率, 这也验证了前文得出的理想抽拉速率在 9~15 mm/min 之间的结论.

图 14 为抽拉速率为 12 mm/min 时试样晶粒形貌的模拟和实验结果. 可以看出, 模拟结果与实验结果吻合较好, 晶粒的平行度很好, 没有明显的断晶和杂晶等缺陷, 进一步验证了上述研究得出的结论.



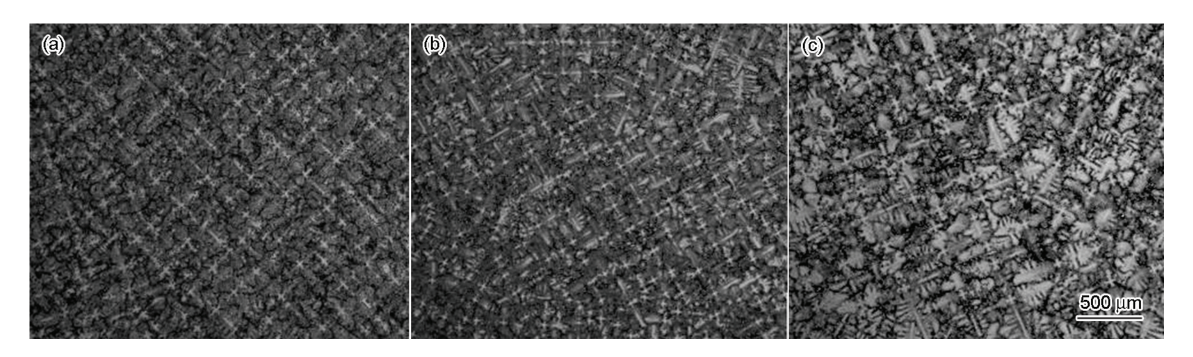


图 13　不同抽拉速率下试样横截面枝晶组织

Fig.13　Cross section dendritic structures at withdrawal rates of 9 mm/min (a), 12 mm/min (b) and 15 mm/min (c)

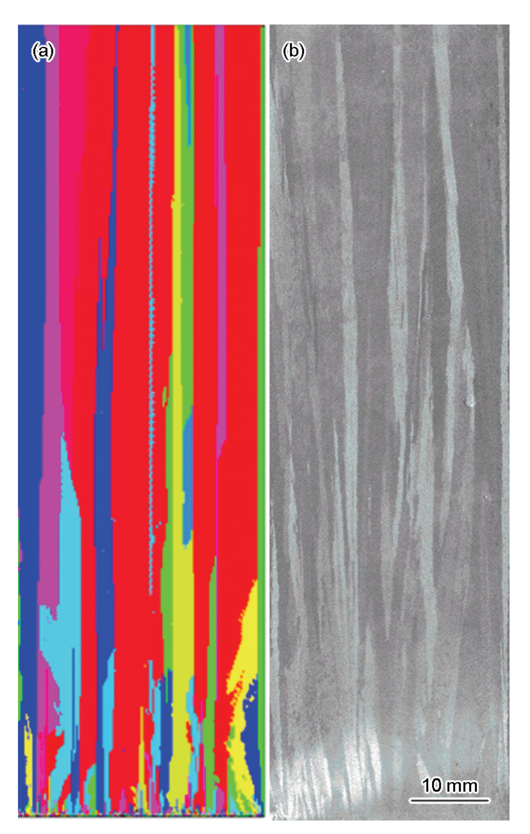


图 14　抽拉速率为 12 mm/min 时晶粒组织模拟和实验结果

Fig.14　Simulation (a) and experimental (b) results at 12 mm/min withdrawal rate

4　结论

(1) 建立了液态金属冷却定向凝固过程的温度场和晶粒的形核生长模型, 自主开发了模拟软件. 通过测温实验和晶粒的形貌观察验证了模型的准确性, 通过该模型进行数值模拟可以有效地优化定向凝固过程中的工艺参数.

(2) 对一次枝晶臂和二次枝晶臂间距进行了模拟计算, 计算结果与实验结果吻合较好.

(3) 液态金属冷却能允许使用较大的抽拉速率. 抽拉速率过大, 糊状区下凹; 抽拉速率过小, 糊状区上凸.

(4) 通过板状试件实验和模拟的对比研究, 得出了较为合适的LMC定向凝固的工艺参数, 提高了晶粒的平行度, 细化了枝晶组织.

参考文献

[1] Nabarro F R. *Mater Sci Eng*, 1994; A184: 167

[2] Huang Q Y, Li H K. *Superalloys*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 4
(黄乾尧, 李汉康. 高温合金. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 4)

[3] Guo R F, Liu L, Li Y F, Zhao X B, Zhang J, Fu H Z. *Foundry*, 2014; 63: 145
(郭如峰, 刘　林, 李亚峰, 赵新宝, 张　军, 傅恒志. 铸造, 2014; 63: 145)

[4] Bridgman P W. *US Pat, 88650*, 1926

[5] Tang N, Wang Y L, Xu Q Y, Zhao X H, Liu B C. *Acta Metall Sin*, 2015; 51: 499
(唐　宁, 王艳丽, 许庆彦, 赵希宏, 柳百成. 金属学报, 2015; 51: 499)

[6] Pan D, Xu Q Y, Yu J, Liu B C, Li J R, Yuan H L, Jin H P. *Int J Cast Met Res*, 2008; 21: 308

[7] Liu L, Zhang J, Shen J, Huang T W, Fu H Z. *Mater China*, 2010; 29(7): 1
(刘　林, 张　军, 沈　军, 黄太文, 傅恒志. 中国材料进展, 2010; 29(7): 1)

[8] Pan D, Xu Q Y, Liu B C, Li J R, Yuan H L, Jin H P. *JOM*, 2010; 62(5): 30

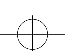
[9] Tang N, Xu Q Y, Liu B C. *Spec Casting Nonferrous Alloy*, 2011; 31: 1028
(唐　宁, 许庆彦, 柳百成. 特种铸造及有色合金, 2011; 31: 1028)

[10] Tang N, Xu Q Y, Liu B C. *Foundry Technol*, 2012; 33: 558
(唐　宁, 许庆彦, 柳百成. 铸造技术, 2012; 33: 558)

[11] Rzyankina E, Szeliga D, Mahomed N, Nowotnik A. *Appl Mech Mater*, 2013; 372: 54

[12] Seth B B. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, McLean M, Olson S L, Schirra J J eds., *Superalloys 2000*, Warrendale, PA: TMS, 2000: 16

[13] Singer R F. In: Coutsouradis D, Davidson J H, Ewald J, Greenfield P, Khan T, Malik M, Meadowcroft D B, RegisV, Scarlin R B, Schubert F, Thornton D V eds., *Materials for Advanced Power En-*



gineering. Dordrecht, Netherlands: Kluwer Academic Publishers Group, 1994: 1707

[14] Lund C H, Hockin J. In: Sims C T, Hagel W C eds., *Superalloys 1972*, New York: John Wiley & Sons, 1972: 403

[15] Kermanpur A, Rappaz M, Varahram N, Davami P. *Metall Mater Trans*, 2000; 31B: 1293

[16] Konter M, Kats E, Hofmann N. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, McLean M, Olson S L, Schirra J J eds., *Superalloys 2000*, Warrendale, PA: TMS, 2000: 189

[17] Nakagawa Y G, Ohotomo Y, Saiga Y. In: Tien J K, Wlodek S T, Morrow H I, Gell M, Mauer G E eds., *Superalloys 1980*, Metals Park, OH: American Society for Metals, 1980: 267

[18] Graham L D, Rauguth B L. *US Pat, 6443213*, 2002

[19] Tschinkel J G, Giamei A F, Kearn B H. *US Pat, 3763926*, 1973

[20] Giamei A F, Tschinkel J G. *Metall Trans*, 1976; 7A: 1427

[21] Elliott A J, Karney G B, Pollock T M. In: Green K A, Pollock T M, Harada H, Howson T E, Reed R C, Schirra J J, Walston S eds., *Superalloys 2004*, Warrendale, PA: TMS, 2004: 421

[22] Liu J H, Liu L, Huang T W, Ge B M, Zhang J, Fu H Z, Yu B, Su G Q. *Foundry*, 2010; 59: 822
(刘金洪, 刘 林, 黄太文, 葛丙明, 张 军, 傅恒志, 于 波, 苏贵桥. 铸造, 2010; 59: 822)

[23] Elliott A J, Tin S, King W T, Huang S C, Pollock T M. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 3221

[24] Kermanpur A, Varahram N, Davami P. *Metall Mater Trans*, 2000; 31B: 1293

[25] Miller J D, Yuan L, Lee P D, Pollock T M. *Acta Mater*, 2014; 69: 47

[26] Lu Y Z, Xi H J, Shen J, Zheng W, Xie G, Lou L H, Zhang J. *Acta Metall Sin*, 2015; 51: 603
(卢玉章, 席会杰, 申 健, 郑 伟, 谢 光, 楼琅洪, 张 健. 金属学报, 2015; 51: 603)

[27] Tang N, Yan X W, Xu Q Y, Liu B C. *Foundry*, 2014; 63: 347
(唐 宁, 闫学伟, 许庆彦, 柳百成. 铸造, 2014; 63: 347)

[28] Rappaz M, Gandin C A. *Acta Metall Mater*, 1993; 41: 345

[29] Nastac L. *Acta Mater*, 1999; 47: 4253

[30] Thevoz P, Desbiolles J L, Rappaz M. *Metall Trans*, 1989; 20A: 311

[31] Kurz W, Giovanola B, Trivedi R. *Acta Metall*, 1986; 34: 823

[32] Wang W, Lee P D, McLean M. *Acta Mater*, 2003; 51: 2971

[33] Tang N, Sun C B, Zhang H, Xu Q Y, Liu B C. *Rare Met Mater Eng*, 2013; 42: 2298
(唐 宁, 孙长波, 张 航, 许庆彦, 柳百成. 稀有金属材料与工程, 2013; 42: 2298)

[34] Ren W P, Li Q, Xiao C B, Song J X, He L M, Huang G H, Cao C X. *J Mater Eng*, 2014; (6): 74
(任维鹏, 李 青, 肖程波, 宋尽霞, 何利民, 黄光宏, 曹春晓. 材料工程, 2014; (6): 74)

(责任编辑:肖素红)

